

## Одержання заевтектоїдної сталі без структурно-вільного цементиту при кристалізації

Д. С. Козак, кандидат технічних наук

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ

*Показано, що при комплексному сфероїдизуючому модифікуванні лігатурою Fe<sub>63</sub>Ni<sub>30</sub>Mg<sub>7</sub> та інокулятором Fe<sub>20</sub>Si<sub>60</sub>Ba<sub>20</sub> забезпечується формування включень графіту кулястої форми зі ступенем його сфероїдизації більше 90 % без структурно-вільного цементиту при кристалізації.*

Графітізовані залізобуглецеві сплави знаходять широке застосування у сучасному машинобудуванні. До таких сплавів відносяться не тільки чавуни, а й графітізовані заевтектоїдні сталі з вмістом вуглецю 1,3 – 2,0 %, що характеризуються високими показниками механічних і службових характеристик.

Згідно діаграми рівноважного стану залізо-вуглець структура литої заевтектоїдної сталі складається з перліту та структурно-вільного цементиту. Традиційно графітізовану сталь одержують високотемпературним відпалом заевтектоїдної сталі. У процесі відпалу структурно-вільний цементит розкладається і в структурі формуються включення графіту компактної форми. Внаслідок утворення при кристалізації цементиту можливості застосування такої технології обмежуються виготовленням з такої сталі виливків відносно простої конфігурації [1 – 4]. Графітізовану сталь використовують як антифрикційний матеріал для роботи в умовах значних питомих навантажень (втулки, вкладиші підшипників та ін.) У практиці застосовують низькокремністі графітізовані заевтектоїдні сталі з вмістом 0,70 % – 1,25 % Si [5, 6].

На сьогодні ведеться пошук нових технологічних рішень, які б дозволили у процесі кристалізації виливків заевтектоїдної сталі забезпечити формування графітної фази та запобігти утворенню структурно-вільного цементиту [7, 8]. Це дозволить виготовляти з графітізованих заевтектоїдних сталей виливки складної конфігурації, включаючи корпусні. Відповідно усувається операція енергоємного відпалу для розкладу цементиту, що підвищить рентабельність виробництва.

Мета роботи полягала у визначенні параметрів процесу модифікування, які забезпечують кристалізацію заевтектоїдної сталі з формуванням графіту кулястої форми без утворення структурно-вільного цементиту.

Плавки проводили у лабораторній індукційній електропечі ИСТ-0012 з кислото футеровкою. Використовували наступні шихтові матеріали: відходи сталі Ст. 2 та Ст. 3, відходи трансформаторної сталі та стружку графітових електродів. В якості сфероїдизуючого модифікатора використовували лігатуру Fe<sub>30</sub>Si<sub>55</sub>Mg<sub>7</sub>Ca<sub>2</sub>RE<sub>4</sub>, а сфероїдизуюче модифікування лігатурою Fe<sub>63</sub>Ni<sub>30</sub>Mg<sub>7</sub> проводили спільно з лігатурою (інокулятором) Fe<sub>20</sub>Si<sub>60</sub>Ba<sub>20</sub>. Хімічний склад сталі після модифікування знаходився у межах (мас. частка, %): 1,40 – 1,60 С, 2,30 – 2,70 Si, 0,15 – 0,25 Mn, 0,012 – 0,014 S, 0,020 – 0,030 P, 0,025 – 0,040 Mg. Температура випуску металу з печі складала

1560 – 1600 °С. Для вивчення впливу модифікування на структуроутворення заевтектоїдної сталі в сирих піщано-глинистих формах відливали стандартні клиноподібні проби з товщиною стінок 5, 10, 15 мм. Швидкість охолодження їх складала, відповідно, 1,20, 0,60, 0,30 °С/с. Мікроструктуру досліджували на мікроскопі МИМ-9. Мікротвердість визначали на приладі ПМТ-3 при навантаженні 20 г.

Встановлено, що при модифікуванні лігатурою  $\text{Fe}_{30}\text{Si}_{55}\text{Mg}_7\text{Ca}_2\text{RE}_4$  в кількості 0,3 % від маси розплаву в структурі виливків з товщиною стінки 15 мм формується як куляста форма графіту, так і вермикулярна (рис. 1 а). При витраті лігатури 0,7 % частка кулястого графіту підвищується і складає 70 – 80 % від загального вмісту графітних включень (рис. 1 б). З підвищенням кількості лігатури  $\text{Fe}_{30}\text{Si}_{55}\text{Mg}_7\text{Ca}_2\text{RE}_4$  до 1,5 % та відповідним підвищенням кількості введенного магнію в розплав у структурі сталі формується як кулястий графіт, так і структурно-вільний цементит (рис. 1 в). Включення кулястого графіту знаходяться поряд з цементитом, який утворився в міждендритних об'ємах у процесі кристалізації сплаву.

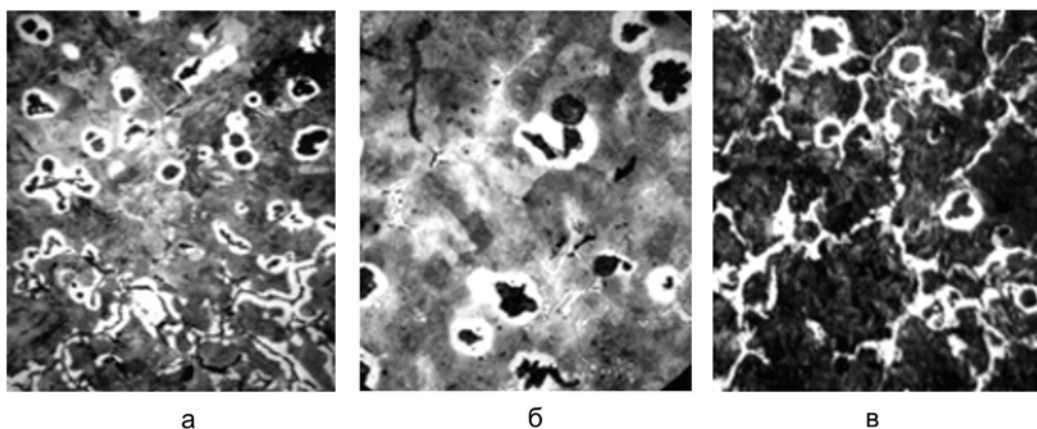


Рис. 1. Мікроструктура заевтектоїдної сталі в залежності від витрат лігатури  $\text{Fe}_{30}\text{Si}_{55}\text{Mg}_7\text{Ca}_2\text{RE}_4$ . а – 0,3 %, б – 0,7 %, в – 1,2 %. x 200.

Модифікування заевтектоїдної сталі лігатурою  $\text{Fe}_{63}\text{Ni}_{30}\text{Mg}_7$  та графітізуючим модифікатором  $\text{Fe}_{20}\text{Si}_{60}\text{Ba}_{20}$  в кількості 0,5 – 1,0 % та 0,7 %, відповідно, показало, що в мікроструктурі виливків товщиною 15 мм поряд з включеннями цементиту (8 – 12 %) сформувались включення кулястого графіту (рис. 2 а, б). У виливках з товщиною стінок 5 і 10 мм процес графітізації не спостерігався.

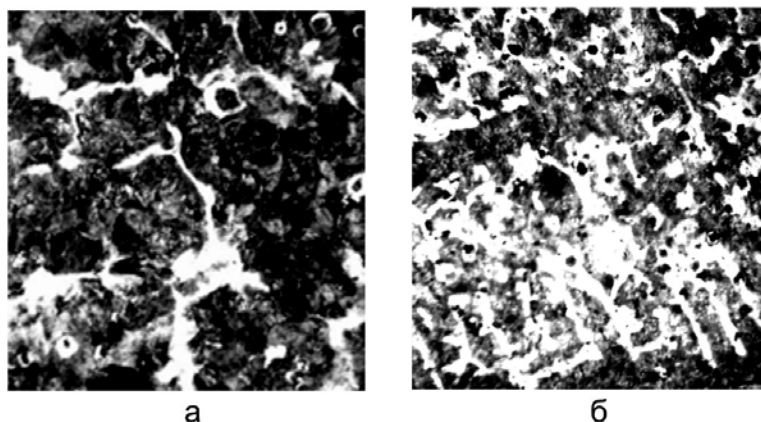


Рис. 2. Мікроструктура модифікованої заевтектоїдної сталі. а – 0,5 %  $\text{Fe}_{63}\text{Ni}_{30}\text{Mg}_7$  + 0,7 %  $\text{Fe}_{20}\text{Si}_{60}\text{Ba}_{20}$ , б – 1,0 %  $\text{Fe}_{63}\text{Ni}_{30}\text{Mg}_7$  + 0,7 %  $\text{Fe}_{20}\text{Si}_{60}\text{Ba}_{20}$ . x 200.

Незважаючи на наявність цементитної фази (рис. 3 а) у мікроструктурі заевтектоїдної сталі, вплив лігатури Fe63Ni30Mg7 на формування кулястого графіту виявляється більш ефективним, ніж при модифікуванні лігатурою Fe30Si55Mg7Ca2RE4. В діапазоні її вмісту від 0,5 % до 1,0 % не утворюється вермикулярний графіт, ступінь сфероїдації графіту більше 85 % (рис. 3 б).

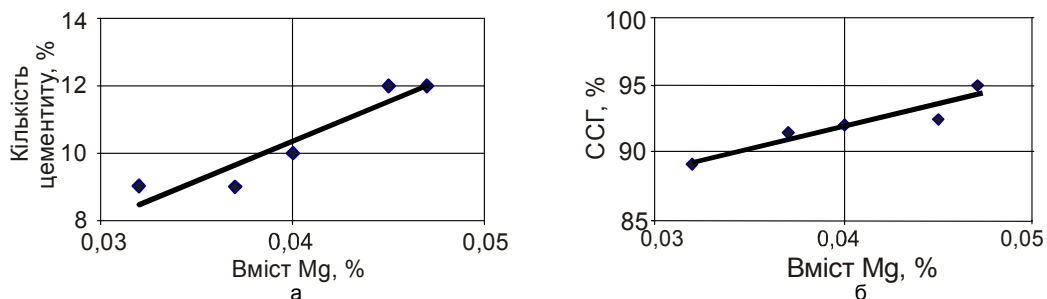


Рис. 3. Вплив вмісту магнію на кількість цементиту (а) та ступінь сфероїдації графіту (б).

Зменшення витрати лігатури Fe63Ni30Mg7 до 0,7 % та підвищення частки графітізуючого модифікатора Fe20Si60Ba20 до 1,5 % запобігає утворенню цементиту в структурі сталі та сприяє формуванню графіту кулястої форми зі ступенем його сфероїдації (ССГ) більше 90 %. За таких умов були одержані виливки заевтектоїдної сталі з кулястим графітом з товщиною стінок від 5 до 15 мм (рис. 4 а, б). Структура металевої основи виливків складалась з перліту (96 – 98 %) та фериту. Твердість знаходилась у межах 302 – 321 НВ, 260 – 270 НВ та 235 – 250 НВ для виливків з товщиною стінки 5, 10, 15 мм, відповідно.

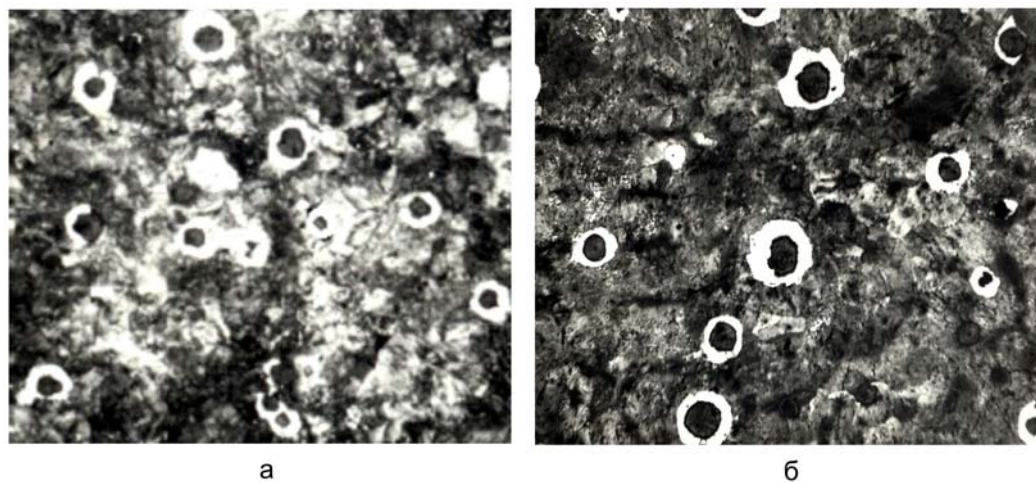


Рис. 4. Мікроструктура виливків з товщиною стінок 5 мм (а) та 15 мм (б) зі сталі, модифікованої, відповідно, 0,7 % лігатурою Fe63Ni30Mg7 та 1,5 % лігатурою Fe20Si60Ba20. x 200.

Визначення мікротвердості дозволило ідентифікувати фази у структурі заевтектоїдної сталі, модифікованої 0,7 % Fe30Si55Mg7Ca2REM4 та 0,5 % Fe63Ni30Mg7 + 0,7 % Fe20Si60Ba20. Так, у діапазоні мікротвердості 1999 – 2360 МПа фаза ідентифікується як ферит (Ф) (рис. 5 а), у діапазоні 14170 – 19780 МПа – фаза ідентифікується як цементит (Ц) (рис. 5 б). В даній роботі мікротвердість евтектоїдної

суміші, яка відрізняється від діапазону 2440 – 2750 МПа (мікротвердість перліту), ідентифікується як продукт розпаду аустеніту (ПРА). Продукти розпаду аустеніту ідентифіковані як троостит із мікротвердістю 4470 – 4870 МПа та бейніт 5320 – 5580 МПа (рис. 5 а, б).

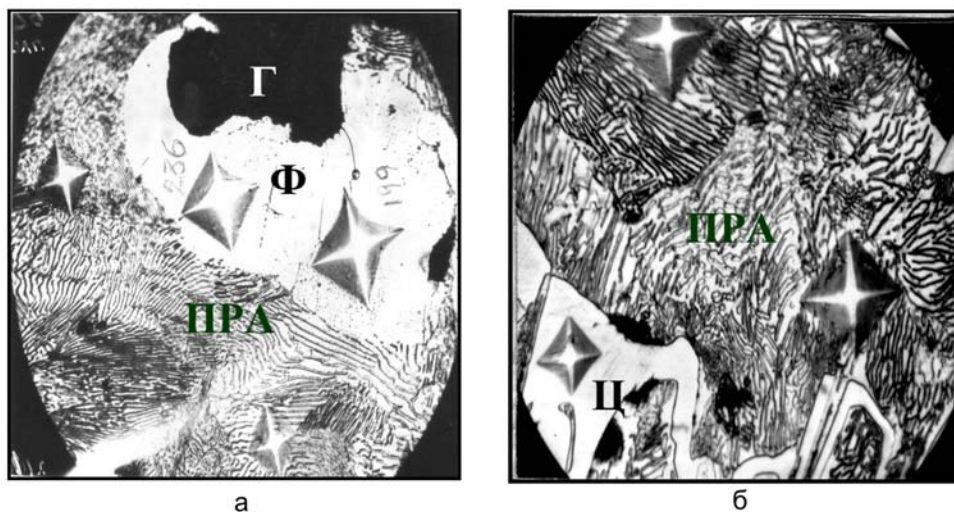


Рис. 5. Мікротвердість структурних складових металевої основи модифікованої заевтектоїдної сталі. а – ферит навколо кулястого графіту та продукти розпаду аустеніту, б – цементит та продукти розпаду аустеніту.  $\times 1260$ .

Таким чином, застосування лігатури  $\text{Fe}_{30}\text{Si}_{55}\text{Mg}_7\text{Ca}_2\text{RE}_4$  в кількості до 1,0 % від маси розплаву призводить до формування як кулястого, так і вермикулярного графіту та переважно перлітної металевої основи. З підвищенням вмісту лігатури до 1,5 % в структурі графітізованої заевтектоїдної сталі формується кулястий графіт та структурно-вільний цементит. Найбільш ефективним є модифікування розплаву лігатурами  $\text{Fe}_{63}\text{Ni}_{30}\text{Mg}_7$  та  $\text{Fe}_{20}\text{Si}_{60}\text{Ba}_{20}$ , яке дозволяє одержати в процесі кристалізації заевтектоїдної сталі графіт кулястої форми (ССГ більше 90 %) та запобігти утворенню структурно-вільного цементиту в її структурі.

## Література

1. Патент JP 5082460, IPC C22C37/04; C22C38/00; C22C38/56. Spheroidal graphite cast steel of high strength / Suzuki Masami. – Оpubліковано 18.04.95.
2. Авторское свидетельство SU1030416, IPC C22C38/12; C22C38/12. Графитизированная сталь / М.И. Карпенко, П.Н. Радков. – Оpubліковано 23.07.83.
3. Патент EP0668365, IPC C22C38/00; C22C38/02; C22C38/04. Graphitic steel compositions / James Brusso, George Matthews. – Оpubліковано 23.08.95.
4. Вязников Н. Ф. Легированная сталь. – М.: Металлургиздат, 1963. – 271 с.
5. Осташ О.П., Волчок І.П., Колоділкін О.Б. Структура та опір руйнуванню залізовуглецевих сплавів. – Львів: НАНУ, ФМІ ім. Г.В. Карпенка, 2001. – 270 с.
6. Гудремон Э. Специальные стали. Том 1. – М.: Металлургиздат, 1959. – 532 с.
7. Бубликов В.Б. Модифицированная заэвтектоидная сталь с шаровидным графитом // Процессы литья. – 2002. – № 2. – С. 22 – 27.
8. Бубликов В.Б. Высокопрочному чугуна – 60. // Литейн. пр-во. – 2008. – № 11. – С. 2 – 8.

Одержано 20.09.10

Д. С. Козак

Получение заэвтектоидной стали без структурно-свободного цементита при кристаллизации

Резюме

Показано, что при комплексном сфероидизирующем модифицировании лигатурой Fe<sub>63</sub>Ni<sub>30</sub>Mg<sub>7</sub> и инокулятором Fe<sub>20</sub>Si<sub>60</sub>Ba<sub>20</sub> обеспечивается формирование включений графита шаровидной формы со степенью его сфероидизации больше 90 % без структурно-свободного цементита при кристаллизации.

D. S. Kozak

Development of hypereutectoid steel without structurally-free cementite at crystallization

Summary

It is found that at complex spheroidizing modifying by Fe<sub>63</sub>Ni<sub>30</sub>Mg<sub>7</sub> ligature and inoculation by Fe<sub>20</sub>Si<sub>60</sub>Ba<sub>20</sub>, the formation of nodular graphite inclusions with nodularity exceeding 90 % and a structurally-free cementite structure at crystallization is obtained.

УДК 621. 762

*Структура та властивості спечених марганцевих сталей з різним вмістом вуглецю*

Г. А. Баглюк, доктор технічних наук

Л. О. Сосновський, кандидат технічних наук

Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України, Київ

*Наведено результати дослідження властивостей спечених марганцевих сталей, отриманих з використанням мідьвміщуючих феромарганцевих лігатур, залежно від вмісту у вихідній шихті лігатури (3 – 10 %) і графіту (0 – 1,0 %) та температури спікання. Показано, що збільшення вмісту лігатури і графіту в шихті призводить до підвищення характеристик міцності спеченого матеріалу. Твердість спеченої сталі підвищується із введенням вуглецю тільки для сталей з мінімальним вмістом лігатури (3 %), а у випадку підвищених концентрацій лігатури (7 і 10 %) вплив вмісту графіту на твердість значно знижується. З підвищенням концентрацій лігатури твердість спечених сплавів збільшується для всіх температур спікання та концентрацій графіту в шихті. Відмічено суттєву залежність характеру взаємодії лігатури з матеріалом основи від вмісту вуглецю.*

Останнім часом набувають широкого застосування для виготовлення виробів конструкційного призначення спечені сталі, леговані марганцем [1 – 4]. Для введення марганцю в шихту при одержанні спечених марганцевих сталей